

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2003 年 10 月 30 日 (30.10.2003)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 03/089172 A1

- (51) 国際特許分類: B23B 27/14 合研究所 那珂研究センター内 Ibaraki (JP). 関 直方 (SEKI, Naokata) [JP/JP]; 〒311-0102 茨城県 那珂郡 那珂町向山1002番地14 三菱マテリアル株式会社 総合研究所 那珂研究センター内 Ibaraki (JP). 山本 和男 (YAMAMOTO, Kazuo) [JP/JP]; 〒311-0102 茨城県 那珂郡 那珂町向山1002番地14 三菱マテリアル株式会社 総合研究所 那珂研究センター内 Ibaraki (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP03/02362
- (22) 国際出願日: 2003 年 2 月 28 日 (28.02.2003)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2002-117578 2002 年 4 月 19 日 (19.04.2002) JP
特願2002-117580 2002 年 4 月 19 日 (19.04.2002) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 三菱マテリアル株式会社 (MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8117 東京都 千代田区 大手町一丁目 5 番 1 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 田嶋 逸郎 (TAJIMA, Itsurou) [JP/JP]; 〒311-0102 茨城県 那珂郡 那珂町向山1002番地14 三菱マテリアル株式会社 総合研究所 那珂研究センター内 Ibaraki (JP).
- (74) 代理人: 志賀 正武, 外 (SHIGA, Masatake et al.); 〒169-8925 東京都 新宿区 高田馬場三丁目 2 3 番 3 号 ORビル Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (国内): CN, KR, US.
- (84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, SI, SK, TR).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告書
- 2 文字コード及び他の略語については、定期発行される各 PCT ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: CUBIC BORON NITRIDE BASE ULTRA-HIGH PRESSURE SINTERED MATERIAL CUTTING TIP

(54) 発明の名称: 立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料製切削チップ

(57) Abstract: A cubic boron nitride base ultra-high pressure sintered material cutting tip comprising a cubic boron nitride base ultra-high pressure sintered material which exhibits a three phase structure comprising substantially a continuous bonding phase, a hard dispersion phase, and an intermediate intimate contact phase being present between the continuous bonding phase and the hard dispersion phase, as observed by a scanning electron microscope, wherein the continuous bonding phase comprises at least two of titanium nitride, titanium carbo-nitride and titanium carbide, or 15 to 56 mass % of titanium carbo-nitride, wherein the intermediate intimate contact phase comprises 2 to 10 mass % of a composite nitride of Ti and Al and 2 to 10 mass % of tungsten carbide, and wherein the hard dispersion phase comprises cubic boron nitride in the balanced amount (provided that in the range of 35 to 65 mass %). The tip is excellent in the resistance to chipping.

(57) 要約: 耐チップング性のすぐれた立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料製切削チップである。この立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料製切削チップは、走査型電子顕微鏡による組織観察で、実質的に連続結合相、硬質分散相、および前記連続結合相と硬質分散相の間に介在する中間密着相の3相組織を示し、かつ質量%で、上記連続結合相形成成分として、窒化チタン、炭窒化チタン、および炭化チタンのうちの2種以上、または炭窒化チタン:15~56質量%、上記中間密着相形成成分として、TiとAlの複合窒化物:2~10質量%、炭化タングステン:2~10質量%、上記硬質分散相形成成分として、立方晶窒化ほう素:残り(ただし、35~65質量%含有)、からなる配合組成を有する立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料で構成される。

WO 03/089172 A1

明 細 書

立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料製切削チップ

技術分野

この発明は、例えば高硬度焼き入れ鋼などの難削材の仕上げ切削を高速で行った場合にもすぐれた耐チッピング性を発揮する立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料製切削チップ（以下、 $c-BN$ 基焼結切削チップという）に関するものである。

背景技術

従来、一般に、 $c-BN$ 基焼結切削チップとして、例えば特開昭53-77811号公報に記載されるように、走査型電子顕微鏡による組織観察で、実質的に連続結合相および硬質分散相の2相組織を示し、かつ質量%で、上記連続結合相形成成分として、

窒化チタン（以下、 TiN で示す）、炭窒化チタン（以下、 $TiCN$ で示す）、および炭化チタン（以下、 TiC で示す）のうちの1種または2種以上：20～45%、

上記硬質分散相形成成分として、

立方晶窒化ほう素（以下、 $c-BN$ で示す）：残り、
からなる配合組成を有するプレス成形体の焼結体である立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料（以下、 $c-BN$ 基材料という）で構成された $c-BN$ 基焼結切削チップが知られており、これが例えば各種の鋼や鋳鉄などの表面仕上げ切削などに用いられていることも知られている。

一方、近年の切削装置の高性能化および高出力化はめざましく、また切削加工の省力化および省エネ化に対する要求も強く、これに伴い、切削加工は高速化の傾向にあるが、上記の従来 $c-BN$ 基焼結切削チップはじめ、その他の $c-BN$ 基焼結切削チップにおいては、例えば高硬度焼き入れ鋼などの難削材の仕上げ切削などを高速で行うのに用いると、連続結合相を構成する実質的に $TiCN$ 相に対する硬質分散相である $c-BN$ 相の密着性不足のために前記 $c-BN$ 相が剥離

し易くなり、この結果切刃にチッピング（微小欠け）が発生するようになることから、比較的短時間で使用寿命に至るのが現状である。

発明の開示

そこで、本発明者等は、上述のような観点から、耐チッピング性のすぐれた c-BN 基焼結切削チップを開発すべく、研究を行った結果、

c-BN 基焼結切削チップの製造に際して、原料粉末として用いられている c-BN 粉末と、TiN 粉末、TiCN 粉末、および TiCN 粉末に加えて、さらに Ti と Al の複合窒化物 [以下、(Ti, Al)N で示す] 粉末と炭化タングステン（以下、WC で示す）粉末を原料粉末として用い、これらを、質量%（以下、%は質量%を示す）で、

TiN、TiCN、および TiC のうちの 2 種以上、または TiCN : 15 ~ 56 %、

(Ti, Al)N : 2 ~ 10 %、

WC : 2 ~ 10 %、

c-BN : 残り（ただし、35 ~ 65 % 含有）、

からなる配合組成に配合し、混合して形成したプレス成形体を超高压焼結すると、これら構成成分のうちの (Ti, Al)N 粉末と WC 粉末が、焼結時に優先的に c-BN 粉末の表面に凝集し、反応して反応生成物を形成し、焼結後の c-BN 基材料において、前記反応生成物が実質的に TiCN 相からなる連続結合相と c-BN 相からなる硬質分散相の間に介在するようになり、しかもこの反応生成物は、連続結合相を構成する前記 TiCN 相、さらに硬質分散相を構成する前記 c-BN 相のいずれともきわめて強固に密着し、中間密着相として作用することから、この c-BN 基材料で構成された c-BN 基焼結切削チップは、例えば高硬度焼き入れ鋼などの難削材の仕上げ切削などを高速で行うのに用いても、切刃に c-BN 相の密着性不足が原因のチッピングの発生がなく、すぐれた切削性能を長期に亘って発揮するという研究結果を得たのである。

この発明は、上記の研究結果に基づいてなされたものであって、走査型電子顕微鏡による組織観察で、実質的に連続結合相、硬質分散相、および前記連続結合

相と硬質分散相の間に介在する中間密着相の3相組織を示し、
上記連続結合相形成成分として、

TiN、TiCN、およびTiCのうちの2種以上、またはTiCN：15～56%（以下、いずれも質量%で示す）、

上記中間密着相形成成分として、

(Ti, Al)N：2～10%、

WC：2～10%、

上記硬質分散相形成成分として、

c-BN：残り（ただし、35～65%含有）、

からなる配合組成を有するプレス成形体の焼結体であるc-BN基材料で構成してなる、耐チップング性のすぐれたc-BN基焼結切削チップに特徴を有するものである。

つぎに、この発明のc-BN基焼結切削チップにおいて、これを構成するc-BN基材料の配合組成を上記の通りに限定した理由を説明する。

(a) TiN、TiCN、およびTiC

これらの成分には、焼結性を向上させると共に、実質的にTiCN相からなる連続結合相を形成して強度を向上させる作用があるが、その配合割合が15%未満では所望の強度を確保することができず、一方その配合割合が56%を越えると耐摩耗性が急激に低下するようになることから、その配合割合を15～56%と定めた。望ましくは30～50%とするのがよい。

(b) (Ti, Al)NおよびWC

上記の通り、これらの成分は、焼結時に優先的にc-BN粉末の表面に凝集し、反応して反応生成物を形成し、焼結後のc-BN基材料で、前記連続結合相のTiCN相と、前記硬質分散相のc-BN相の間に介在するようになる。しかもこの反応生成物は、前記連続結合相のTiCN相と、前記硬質分散相のc-BN相のいずれとも強固に密着接合する性質をもつことから、前記c-BN相の連続結合相であるTiCN相に対する密着性が著しく向上し、この結果切削の耐チップング性が向上するようになるが、これら成分のうちのいずれの成分の配合割合が上記の範囲から外れても、中間密着相として前記硬質分散相と連続結合相の間

に強固な密着性を確保することができず、したがって、(Ti, Al)NおよびWCの上記の配合割合は強固な密着性を確保する上で経験的に定めたものである。望ましくはいずれもそれぞれ3～8%とするのがよい。

(c) c-BN

硬質分散相を構成するc-BNは、きわめて硬質で、これによって耐摩耗性の向上が図られるが、その配合割合が35%未満では所望のすぐれた耐摩耗性を確保することができず、一方その配合割合が65%を越えると、c-BN基材料自体の焼結性が低下し、この結果切削にチッピングが発生し易くなることから、その割合を35～65%と定めた。望ましくは45～60%とするのがよい。

なお、上記のこの発明のc-BN基焼結切削チップには、その表面に切削チップ使用前後識別層として、黄金色の色調を有する窒化チタン（以下、TiNで示す）層を蒸着形成してもよく、この場合の蒸着層厚は、平均層厚が0.5μm未満では識別に十分な黄金色の色調を付与することができず、一方識別は5μmまでの平均層厚で十分であることから、0.5～5μmの平均層厚とすればよい。

また、本発明者等は、耐チッピング性のすぐれたc-BN基焼結切削チップを開発すべく、さらに研究を行った結果、

c-BN基焼結切削チップの製造に際して、原料粉末として用いられているc-BN粉末と、TiN粉末および／またはTiCN粉末に加えて、TiとAlの金属間化合物（以下、Ti-Al化合物で示す）粉末、TiとAlの複合窒化物〔以下、(Ti, Al)Nで示す〕粉末、および炭化タングステン（以下、WCで示す）粉末を原料粉末として用い、これらを、質量%（以下、%は質量%を示す）で、

Ti-Al化合物：3～8%、

(Ti, Al)N：5～10%、

WC：5～15%、

の割合で配合すると、これらのTi-Al化合物粉末、(Ti, Al)N粉末、およびWC粉末は、焼結時に優先的に反応し、TiとAlとWの複合炭窒化物〔以下、(Ti, Al, W)CNで示す〕を形成して、c-BN粉末の表面に凝集

することから、焼結後のc-BN基材料においては、前記(Ti, Al, W)CNがTiNおよび／またはTiCNからなる連続結合相とc-BNからなる硬質分散相の間に介在するようになり、しかもこの(Ti, Al, W)CNは、連続結合相を構成する前記TiNおよびTiCN、さらに硬質分散相を構成する前記c-BNのいずれともきわめて強固に密着し、中間密着相として作用することから、このc-BN基材料で構成されたc-BN基焼結切削チップは、例えば高硬度焼き入れ鋼などの難削材の仕上げ切削を高速で行うのに用いても、切刃にチッピングの発生なく、すぐれた切削性能を長期に亘って発揮するという研究結果を得たのである。

この発明は、上記の研究結果に基づいてなされたものであって、走査型電子顕微鏡による組織観察で、実質的に連続結合相、硬質分散相、および前記連続結合相と硬質分散相の間に介在する中間密着相の3相組織を示し、

上記連続結合相形成成分として、

TiNおよび／またはTiCN：20～37%、

上記中間密着相形成成分として、

Ti-Al化合物：3～8%、

(Ti, Al)N：5～10%、

WC：5～15%、

上記硬質分散相形成成分として、

c-BN：残り（ただし、35～55%含有）、

からなる配合組成を有するc-BN基材料で構成してなる、耐チッピング性のすぐれたc-BN基焼結切削チップに特徴を有するものである。

つぎに、この発明のc-BN基焼結切削チップにおいて、これを構成するc-BN基材料の配合組成を上記の通りに限定した理由を説明する。

(d) TiNおよび／またはTiCN

これらの成分には、焼結性を向上させると共に、連続結合相を形成して強度を向上させる作用があるが、その配合割合が20%未満では所望の強度を確保することができず、一方その配合割合が37%を越えると耐摩耗性が急激に低下することから、その配合割合を20～37%と定めた。

なお、連続結合相形成成分であるTiNおよび／またはTiCNの一部（5～10質量％）を、炭化タンタル（TaC）、または、炭化ニオブ（NbC）に置き換えても、特に弊害は発生せずに、これらの成分を含まない場合と同様のすぐれた耐チップング性が得られることも分かった。

(e) Ti-Al化合物、(Ti, Al)N、およびWC

上記の通り、これらの成分は、焼結時に優先的に反応して、(Ti, Al, W)CNを形成し、硬質分散相であるc-BN表面に凝集することから、焼結後のc-BN基材料では、前記連続結合相のTiNおよびTiCNと、前記硬質分散相のc-BNの間に介在するようになる。しかもこの(Ti, Al, W)CNは、TiN、TiCN、およびc-BNのいずれとも強固に密着接合する性質をもつことから、前記c-BNのTiNおよびTiCNに対する密着性が著しく向上し、この結果切削の耐チップング性が向上するようになるが、これら成分のうちのいずれの成分の配合割合が上記の範囲から外れても、中間密着相として前記硬質分散相と連続結合相の間に強固な密着性を確保することができず、したがって、Ti-Al化合物、(Ti, Al)N、およびWCの上記の配合割合は強固な密着性を確保する上で経験的に定めたものである。

(f) c-BN

硬質分散相を構成するc-BNは、きわめて硬質で、これによって耐摩耗性の向上が図られるが、その配合割合が35%未満では所望のすぐれた耐摩耗性を確保することができず、一方その配合割合が55%を越えると、c-BN基材料自体の焼結性が低下し、この結果チップングが発生し易くなることから、その割合を35～55%と定めた。

なお、上記のこの発明のc-BN基焼結切削チップには、その表面に切削チップ使用前後識別層として、黄金色の色調を有する窒化チタン（以下、TiNで示す）層を蒸着形成してもよく、この場合の蒸着層厚は、平均層厚が0.5μm未満では識別に十分な黄金色の色調を付与することができず、一方識別は5μmまでの平均層厚で十分であることから、0.5～5μmの平均層厚とすればよい。

発明を実施するための最良の形態

始めに、この発明のc-BN基焼結切削チップを第1実施例により具体的に説明する。

原料粉末として、いずれも0.5～2 μ mの範囲内の所定の平均粒径を有する、連続結合相形成用としてのTiN粉末およびTiCN粉末、さらにTiC粉末、中間密着相形成用としてのWC粉末、そして(Ti, Al)N粉末である(Ti_{0.66}Al_{0.33})N粉末、(Ti_{0.50}Al_{0.50})N粉末、および(Ti_{0.33}Al_{0.66})N粉末(いずれも組成式内の数字は原子比を示す)、さらに硬質分散相形成用としてのc-BN粉末を用意し、これら原料粉末を表1, 2に示される配合組成に配合し、ボールミルで72時間湿式混合し、乾燥した後、100MPaの圧力で直径:50mm×厚さ:1.5mmの寸法をもった成形体にプレス成形し、この成形体を圧力:1Paの真空雰囲気中、900～1300℃の範囲内の所定の温度に1時間保持の条件で予備焼結し、ついでこれを別途用意した直径:50mm×厚さ:2mmの寸法をもった超硬合金チップ(組成:WC-8%Co)と重ね合わせた状態で超高压焼結装置に装入し、1200～1400℃の範囲内の所定温度に5GPaの圧力下で30分保持の条件で焼結し、焼結後上下面をダイヤモンド砥石を用いて研削し、アーク放電によるワイヤカットで寸法調製することにより前記超硬合金で裏打された本発明c-BN基焼結切削チップ(以下、本発明切削チップと云う)1～12および比較c-BN基焼結切削チップ(以下、比較切削チップと云う)1～12をそれぞれ製造した。

なお、比較切削チップ1～12は、いずれも中間密着相形成成分である(Ti, Al)N粉末およびWC粉末のうちのいずれかの配合割合がこの発明の範囲から外れた配合組成をもつものである。

また、本発明切削チップ11および比較切削チップ11について、これをアセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、通常のアークイオンプレーティング装置内に装着し、カソード電極(蒸発源)として金属Tiを装着し、まず装置内を排気して0.5Pa以下の真空に保持しながら、ヒーターで装置内を500℃に加熱した後、前記切削チップに-1000Vの直流バイアス電圧を印加し、一方カソード電極の前記金属Tiとアノード電極との間には100Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記切削チップ表面をTiボンバート洗浄し、つ

いで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して5 Paの反応雰囲気とすると共に、前記前記切削チップに-100 Vの直流バイアス電圧を印加し、一方カソード電極とアノード電極との間には100 Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記本発明切削チップ11および比較切削チップ11の表面に、いずれも1.5 μ mの平均層厚で、黄金色の色調を有するTiN層を蒸着形成した。

この結果得られた各種の切削チップを構成するそれぞれのc-BN基材料について、その組織を走査型電子顕微鏡を用いて観察したところ、いずれの切削チップも、実質的に連続結合相、硬質分散相、および前記連続結合相と硬質分散相の間に介在する中間密着相からなる3相組織を示した。

さらに、これらの切削チップを、超合金本体（組成：WC-10%Co）の切削先端部に形成した切り込み段部にろう付けすることによりJIS・TNMA 160408に規定する形状をもったスローアウェイ型切削工具とし、本発明切削チップ1～4および比較切削チップ1～4については、

被削材：浸炭焼き入れ鋼（JIS・SCM415、硬さ：HRC62）の丸棒

、
切削速度：350 m/min、

切り込み：0.15 mm、

送り：0.1 mm/rev、

切削時間：30分、

の条件での難削材の乾式高速連続旋削切削試験、また本発明切削チップ5～8および比較切削チップ5～8については、

被削材：浸炭焼き入れ鋼（JIS・SCM415、硬さ：HRC62）の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：300 m/min、

切り込み：0.15 mm、

送り：0.2 mm/rev、

切削時間：60分、

の条件での難削材の乾式高速連続表面仕上げ切削試験、さらに本発明切削チップ9～12および比較切削チップ9～12については、

被削材：球状黒鉛鋳鉄（JIS・FCD70）、

切削速度：450m/min、

切り込み：0.15mm、

送り：0.2mm/rev、

切削時間：30分、

の条件での難削材の乾式高速連続表面仕上げ切削試験を行い、いずれの切削試験でも切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。この測定結果を表1、2に示した。

また、上記の切削チップ表面に、切削チップ使用前後識別層として黄金色の色調を有するTiN層を蒸着形成したものについて、上記の切削試験後の表面を観察したところ、切刃部のすくい面と逃げ面の切粉当接部、並びにすくい面と逃げ面の交わる切刃稜線部における前記TiN層が摩滅し、前記TiN層摩滅部分には切削チップ素地のもつ灰色の色調が露呈しており、これらの前記TiN層摩滅部分以外の部分の黄金色と前記切削チップ素地の灰色のコントラストから使用前後の識別を容易に行なうことができた。

表 1

種別	配合組成（質量％）								逃げ面 摩耗幅（mm）	
	TiN	TiCN	TiC	(Ti _{0.65} Al _{0.35})N	(Ti _{0.50} Al _{0.50})N	(Ti _{0.35} Al _{0.65})N	WC	c-BN		
本発明切削チップ	1	16	30	—	2	—	—	2	残(50)	0.24
	2	20	—	17	2	4	—	3	残(54)	0.24
	3	—	43	—	—	2	2	5	残(48)	0.22
	4	—	30	15	—	8	—	7	残(40)	0.20
	5	6	18	5	—	—	7	8	残(56)	0.25
	6	18	8	—	3	—	5	8	残(58)	0.24
	7	—	22	6	1	1	2	8	残(60)	0.20
	8	10	—	8	2	3	2	10	残(65)	0.20
	9	16	16	—	3	—	4	6	残(55)	0.23
	10	14	—	13	—	2	3	6	残(62)	0.20
	11	10	17	10	—	—	7	4	残(52)	0.18
	12	22	—	22	2	2	2	7	残(43)	0.18

表2

種別	配合組成 (質量%)								切削試験結果
	TiN	TiCN	TiC	(Ti _{0.65} Al _{0.35})N	(Ti _{0.50} Al _{0.50})N	(Ti _{0.35} Al _{0.65})N	WC	c-BN	
比較切削チップ	1 16	31	—	1※	—	—	2	残(50)	2分で使用寿命
	2 21.5	—	18	2	4	—	0.5※	残(54)	8分で使用寿命
	3 —	36	—	—	4※	4※	5	残(48)	9分で使用寿命
	4 —	30	10	—	8	—	12※	残(40)	8分で使用寿命
	5 9	18	8.5	—	—	0.5※	8	残(56)	2分で使用寿命
	6 18	14.5	—	3	—	5	1.5※	残(58)	1分で使用寿命
	7 —	18	2	4※	2※	6※	8	残(60)	1分で使用寿命
	8 10	—	7	2	3	2	11※	残(65)	4分で使用寿命
	9 19	19	—	0.5※	—	0.5※	6	残(55)	8分で使用寿命
	10 11	—	10	—	6※	5※	6	残(62)	12分で使用寿命
	11 10	20	10	—	—	7	1※	残(52)	10分で使用寿命
	12 20	—	19	2	2	2	12※	残(43)	15分で使用寿命

(表中、※印は本発明範囲外を示し、使用寿命は切削に発生したチッピングが原因)

表1, 2に示される結果から、本発明切削チップ1~12は、いずれも難削材である浸炭焼き入れ鋼の旋削や表面仕上げ切削を高速で行っても切刃にチップングの発生なく、すぐれた耐摩耗性を示し、すぐれた切削性能を長期に亘って発揮するのに対して、比較切削チップ1~12に見られるように、中間密着相形成成分であるTi-Al化合物粉末およびWC粉末のうちのいずれかの配合割合がこの発明の範囲から外れても切刃にチップングが発生し、これが原因で比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

上述のように、この発明のc-BN基焼結切削チップは、硬質分散相を構成するc-BN相が中間密着相の介在によって実質的に連続結合相を構成するTiCN相にきわめて強固に密着し、通常の条件での切削加工は勿論のこと、上記の通り高硬度焼き入れ鋼などの難削材の高速切削や高速表面仕上げ切削でもすぐれた耐チップング性を発揮するものであるから、切削装置の高性能化および高出力化、さらに切削加工の省力化および省エネ化にも十分満足に対応できるものである。

つぎに、この発明のc-BN基焼結切削チップを第2実施例により具体的に説明する。

原料粉末として、いずれも0.5~4 μ mの範囲内の所定の平均粒径を有する、連続結合相形成用としてのTiN粉末およびTiCN粉末、中間密着相形成用としてのTi-Al化合物粉末、Ti₂AlN粉末、およびWC粉末、さらに硬質分散相形成用としてのc-BN粉末を用意し、これら原料粉末を表3に示される配合組成に配合し、ボールミルで72時間湿式混合し、乾燥した後、100MPaの圧力で直径:50mm×厚さ:1.5mmの寸法をもった成形体にプレス成形し、この成形体を真空中、900~1300℃の範囲内の所定の温度に1時間保持の条件で予備焼結し、ついでこれを別途用意した直径:50mm×厚さ:2mmの寸法をもった超硬合金チップ(組成:WC-8%Co)と重ね合わせた状態で超高压焼結装置に装入し、1200~1400℃の範囲内の所定温度に5GPaの圧力で30分保持の条件で焼結し、焼結後上下面をダイヤモンド砥石を用いて研削し、アーク放電によるワイヤカットを施すことにより前記超硬合金で

裏打された本発明 c-BN 基焼結切削チップ（以下、本発明切削チップと云う）1～8 および比較 c-BN 基焼結切削チップ（以下、比較切削チップと云う）1～6 をそれぞれ製造した。

なお、比較切削チップ 1～6 は、いずれも中間密着相形成成分である Ti-Al 化合物粉末、Ti₂AlN 粉末、および WC 粉末のうちのいずれかの配合割合がこの発明の範囲から外れた配合組成をもつものである。

また、本発明切削チップ 8、および比較切削チップ 6 について、これをアセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、通常のアークイオンプレーティング装置内に装着し、カソード電極（蒸発源）として金属 Ti を装着し、まず装置内を排気して 0.5 Pa 以下の真空中に保持しながら、ヒーターで装置内を 500℃ に加熱した後、前記切削チップに -1000 V の直流バイアス電圧を印加し、一方カソード電極の前記金属 Ti とアノード電極との間には 100 A の電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記切削チップ表面を Ti ボンバート洗浄し、ついで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して 5 Pa の反応雰囲気とすると共に、前記前記切削チップに -100 V の直流バイアス電圧を印加し、一方カソード電極とアノード電極との間には 100 A の電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記本発明切削チップ 8、および比較切削チップ 6 の表面に、いずれも 1.5 μm の平均層厚で、黄金色の色調を有する TiN 層を蒸着形成した。

この結果得られた各種の切削チップを構成するそれぞれの c-BN 基材料について、その組織を走査型電子顕微鏡を用いて観察したところ、いずれの切削チップも、実質的に連続結合相、硬質分散相、および前記連続結合相と硬質分散相の間に介在する中間密着相からなる 3 相組織を示した。

さらに、これらの切削チップを、超合金本体（組成：WC-10 重量% Co）の切刃先端部に形成した切り込み段部にろう付けすることにより JIS・TNMA160408 に規定する形状をもったスローアウェイ型切削工具とし、

被削材：浸炭焼き入れ鋼（JIS・SCM415、硬さ：HRC62）の長さ方向等間隔 4 本縦溝入り丸棒、

切削速度：300 m/min、

切り込み：0.12 mm、

送り：0.15mm/rev、

切削時間：45分、

の条件で難削材の乾式高速表面仕上げ切削試験を行い、切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。この測定結果を表3に示した。

また、上記の切削チップ表面に、切削チップ使用前後識別層として黄金色の色調を有するTiN層を蒸着形成したものについて、上記の切削試験後の表面を観察したところ、切刃部のすくい面と逃げ面の切粉当接部、並びにすくい面と逃げ面の交わる切刃稜線部における前記TiN層が摩滅し、前記TiN層摩滅部分には切削チップ素地のもつ灰色の色調が露呈しており、これらの前記TiN層摩滅部分以外の部分の黄金色と前記切削チップ素地の灰色のコントラストから使用前後の識別を容易に行なうことができた。

表3

種別	配合組成 (質量%)					逃げ面 摩耗幅 (mm)	焼結体組成 (質量%)				
	Ti-Al 化合	Ti ₂ AlN	WC	TiN	TiCN		c-BN	TiN	TiCN	(Ti, Al, W)CN	c-BN
本発明切削チップ	1	3	7	8	—	37	残(45)	5	35	15	残(45)
	2	6	7	8	17	8	残(54)	22	7	17	残(54)
	3	8	7	8	25	—	残(52)	27	—	21	残(52)
	4	6	5	8	21	5	残(55)	28	5	15	残(52)
	5	6	10	5	—	30	残(46)	4	29	21	残(46)
	6	6	7	5	37	—	残(45)	41	—	14	残(45)
	7	6	7	12	10	15	残(50)	12	15	23	残(50)
	8	6	7	15	12	8	残(52)	15	8	25	残(52)
比較切削チップ	1	1.5※	7	8	—	37	残(46.5)	2.5	37	14	残(46.5)
	2	9.5※	7	8	25	—	残(50.5)	28.5	—	21	残(50.5)
	3	6	3.5※	8	21	5	残(56.5)	23.5	5	15	残(56.5)
	4	6	11※	3	—	30	残(45)	2	30	23	残(45)
	5	6	7	3※	37	—	残(47)	40	—	13	残(47)
	6	6	7	17※	12	8	残(50)	14	8	28	残(50)
他の実施例	配合組成 (質量%)							逃げ面 摩耗幅 (mm)			
	Ti-Al 化合	Ti ₂ AlN	WC	TiN	TiCN	c-BN	TaC	NbC			
	9	8	7	8	12	5	残(50)	10	—		
10	8	7	8	12	5	残(50)	—	10			
								0.19			

(表中、※印は本発明範囲外を示し、使用寿命は切刃に発生したチッピングが原因)

表3に示される結果から、本発明切削チップ1～8は、いずれも難削材である浸炭焼き入れ鋼の表面仕上げ切削を高速で行っても切刃にチップングの発生なく、すぐれた耐摩耗性を示し、すぐれた切削性能を長期に亘って発揮するのに対して、比較切削チップ1～6に見られるように、中間密着相形成成分であるTi-Al化合物粉末、Ti₂AlN粉末、およびWC粉末のうちのいずれかの配合割合がこの発明の範囲から外れても切刃にチップングが発生し、これが原因で比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

なお、表3には、他の実施例として、連続結合相形成成分であるTiN及びTiCNの一部をTaC（炭化タンタル）に置き換えた切削チップ9、同様にTiN及びTiCNの一部をNbCに置き換えた切削チップ10により、上記同様、難削材の乾式高速表面仕上げ切削試験を行った場合の切刃の逃げ面摩耗幅も記載した。これら切削チップ9、10も、切削チップ1～8と同様に、浸炭焼き入れ鋼の表面仕上げ切削を高速で行っても切刃にチップングの発生なく、すぐれた耐摩耗性を示している。

上述のように、この発明のc-BN基焼結切削チップは、硬質分散相を構成するc-BNが中間密着相の介在によって連続結合相を構成するTiNおよびTiCNにきわめて強固に密着し、通常の条件での表面仕上げ切削は勿論のこと、上記の通り高硬度焼き入れ鋼などの難削材の高速表面仕上げ切削でもすぐれた耐チップング性を発揮するものであるから、切削装置の高性能化および高出力化、さらに切削加工の省力化および省エネ化にも十分満足に対応できるものである。

請求の範囲

1. 走査型電子顕微鏡による組織観察で、実質的に連続結合相、硬質分散相、および前記連続結合相と硬質分散相の間に介在する中間密着相の3相組織を示し、

上記連続結合相形成成分として、チタン化合物を含み、

上記中間密着相形成成分として、少なくとも、TiとAlの複合窒化物と、炭化タングステンと、を含み、

上記硬質分散相形成成分として、立方晶窒化ほう素を含む、立方晶窒化ほう素基超高压焼結材料で構成したことを特徴とする切削チップ。

2. 上記連続結合相形成成分として、

窒化チタン、炭窒化チタン、および炭化チタンのうちの2種以上、または炭窒化チタン：15～56質量%、

上記中間密着相形成成分として、

TiとAlの複合窒化物：2～10質量%、

炭化タングステン：2～10質量%、

上記硬質分散相形成成分として、

立方晶窒化ほう素：残り（ただし、35～65質量%含有）、
からなる配合組成を有することを特徴とする請求項1に記載の切削チップ。

3. 上記連続結合相形成成分として、

窒化チタンおよび／または炭窒化チタン：20～37質量%、

上記中間密着相形成成分として、

TiとAlの金属間化合物：3～8質量%、

TiとAlの複合窒化物：5～10質量%、

炭化タングステン：5～15質量%、

上記硬質分散相形成成分として、

立方晶窒化ほう素：残り（ただし、35～55質量%含有）、
からなる配合組成を有することを特徴とする請求項1に記載の切削チップ。

4. 上記連続結合相形成成分として、

窒化チタンおよび／または炭窒化チタン：10～32質量%、

炭化タンタル：5～10質量%、

上記中間密着相形成成分として、

TiとAlの金属間化合物：3～8質量%、

TiとAlの複合窒化物：5～10質量%、

炭化タングステン：5～15質量%、

上記硬質分散相形成成分として、

立方晶窒化ほう素：残り（ただし、35～55質量%含有）、

からなる配合組成を有することを特徴とする請求項1に記載の切削チップ。

5. 上記連続結合相形成成分として、

窒化チタンおよび／または炭窒化チタン：10～32質量%、

炭化ニオブ：5～10質量%、

上記中間密着相形成成分として、

TiとAlの金属間化合物：3～8質量%、

TiとAlの複合窒化物：5～10質量%、

炭化タングステン：5～15質量%、

上記硬質分散相形成成分として、

立方晶窒化ほう素：残り（ただし、35～55質量%含有）、

からなる配合組成を有することを特徴とする請求項1に記載の切削チップ。

6. 切削チップ表面に、チップ使用前後識別層として0.5～5 μmの平均層厚

を有する窒化チタン層を蒸着形成してなる請求項1に記載の切削チップ。